挤压温度对Al-Zn-Mg合金力学性能的影响*

邓运来[1,2]　王亚风[1,2]　林化强[1,3]　叶凌英[1,2]
刘胜胆[1,2]　谭　谦[1,2]　张新明[1,2]

1. 中南大学材料科学与工程学院　长沙　410083
2. 有色金属材料科学与工程教育部重点实验室　长沙　410083
3. 青岛四方机车车辆股份有限公司国家高速动车组总成工程技术研究中心　青岛　266000

摘 要 用光学显微镜、扫描电镜、透射电镜、常温拉伸以及Kahn撕裂实验等手段, 研究了挤压温度对Al-Zn-Mg合金型材表层和中心层强度和断裂韧性的影响。结果表明: 挤压型材表层以细小等轴的再结晶晶粒为主, 中心层为发生部分再结晶的纤维组织, 沿挤压方向中心层强度高于表层, L-T取向的断裂韧性表层高于中心层。挤压温度由440-450℃时升高至480-490℃时动态再结晶程度升高, 强度升高, 而断裂韧性降低; 时效后晶内析出相更细小, 晶界析出相粗化、不连续, 中心层的再结晶分数由14.8%升高至52.3%, 屈服强度也从280 MPa升至314 MPa, 而UIE由229 N•mm^{-1}降低至204 N•mm^{-1}。

关键词 金属材料, 挤压温度, Al-Zn-Mg合金, 强度, 断裂韧性

分类号 TG146　　文章编号　1005-3093(2016)02-0087-08

Effect of Extrusion Temperature on Strength and Fracture Toughness of an Al-Zn-Mg Alloy

DENG Yunlai[1,2**]　WANG Yafeng[1,2]　LIN Huaqiang[1,3]　YE Lingying[1,2]
LIU Shengdan[1,2]　TAN Qian[1,2]　ZHANG Xinming[1,2]

1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China
2. The Key Laboratory of Nonferrous Materials Science and Engineering of Ministry of Education, Central South University, Changsha 410083, China
3. National Engineering Research Center for High-speed EMU, CSR Qingdao Sifang Co., Ltd., Qingdao 266111, China

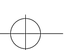
*Supported by the National Basic Research Program of China No. 2012CB619500.
Manuscript received January 13, 2015; in revised form May 5, 2015.
**To whom correspondence should be addressed, Tel: 15200801800, Email: luckdeng@csu.edu.com

ABSTRACT The effect of extrusion temperature on the tensile properties and fracture toughness of an Al-Zn-Mg alloy was investigated by optical microscopy, scanning electron microscopy, transmission electron microscopy, tensile tests and Kahn tear tests. The results showed that after extrusion the alloy possesses a surface layer composed of fine equiaxed grains with higher toughness in the L-T orientation than that of its center layer, which composed of fiber-like texture and recrystallized grains, while the tensile strength of the center layer is higher than that of the surface layer. When the extrusion temperature increases from 440-450℃ to 480-490℃, the dynamic recrystallization becomes more serious, and the tensile properties and fracture toughness become lower and higher respectively. After aging the precipitates in grains become smaller and the precipitates at grain boundaries are coarsening and discontinuous. Taking the central layer for example, the volume fraction of recrystallized grains increases from 14.8% to 52.3%, correspondingly $\sigma_{0.2}$ increases from 280 MPa to 314 MPa, while UIE decrease from 229 N•mm^{-1} to 204 N•mm^{-1}.

KEY WORDS metallic materials, extrusion temperature, Al-Zn-Mg alloy, tensile properties, fracture toughness

高速列车的底架在列车运行中承受着来自车钩、转向架的冲击载荷。在列车的维修过程中要将车体顶起, 底架承担着整个车体的重量。车体枕梁的失效严

* 国家重点基础研究发展计划2012CB619500资助项目。
2015年1月13日收到初稿; 2015年5月5日收到修改稿。
本文联系人: 邓运来, 教授
DOI: 10.11901/1005.3093.2015.022



重影响列车的运行与维修安全, 因此要求车体枕梁具有良好的抗冲击性、较好的强度、刚度和疲劳寿命[1]。

目前高速列车的车体底架枕梁主要由铝合金挤压型材和铝板焊接而成, 其中型材的常用材料为7N01铝合金[2-3]。7N01铝合金是日本注册的铝合金牌号, 源于美国铝业协会的7005合金, 属于中等强度铝合金, 具有良好的抗应力腐蚀性能、热稳定性和较好的焊接性能, 而且还具有较好的挤压性能和在线淬火性能[4-6]。

挤压温度不同导致合金在变形过程中的动态再结晶程度不同, 并影响随后的时效析出, 从而在很大程度上决定合金的显微组织和力学性能[7-9]。挤压温度的提高使再结晶程度提高, 从而导致合金力学性能的不同。同时, 在挤压过程中坯料表面和心部的所受应力状态的不同引起动态再结晶程度的差异, 导致变形后的组织性能的不同。目前, 国内学者关于挤压工艺对7N01铝合金力学性能的影响的研究比较少[10]。鉴于此, 本文研究挤压温度对7N01铝合金表层和中心层不同组织力学性能的影响。

1 实验方法

实验用材料为用不同挤压工艺试制的Al-Zn-Mg合金空心方型材, 其截面外径尺寸为200×200 mm, 壁厚为10 mm, 挤压工艺列于表1。型材的化学成分(质量分数, %)为: Zn4.53, Mg1.20, Cu0.12, Cr0.22, Fe0.21, Si0.11, Zr0.13, Mn0.32, 余量为Al。从型材上沿厚度方向从表面向内取2 mm为表层, 沿中心取2 mm为中心层, 表层和中心层分别记为SL和CL。挤压后采用空冷及随后的105℃/12 h+150℃/20 h双级时效制度。

将样品粗磨、精磨及抛光后用Graff试剂进行腐蚀, 在XJP-6A型金相显微镜上观察其形貌。根据GB/T 6892-2006标准加工沿挤压方向拉伸试样, 在CSS-44100电子万能试验机上进行常温拉伸试验。根据ASTMB8701-01(2007)标准对表层和中心层加工L-T取向(加载方向为挤压方向, 裂纹扩展方向为垂直挤压方向)Kahn撕裂试样, 在RWS50电子蠕变试验机进行Kahn撕裂试验。用FEI-Sirion200型场发射扫描电子显微镜观察Kahn试样的断口形貌。在JEOL-2100F分析电镜上进行透射电镜组织分析, 双喷电解液为30%HNO_3+70%CH_3OH, 用液氮来调控温度, 温度控制在−20℃以下, 电流为50−70mA, 电压为15−20 V。

2 实验结果

2.1 合金的力学性能

由表2可以看出, 挤压温度低时表层和中心层的屈服强度分别为265 MPa和280 MPa, 随着挤压温度的升高屈服强度分别升高至300 MPa和314 MPa, 挤压温度为480−490℃所得试样强度明显高于温度为440−450℃试样强度, 延伸率均在10%左右, 且试样心部强度比表层的高。

Kahn撕裂试验用于测量断裂韧性, 试样不需要预制裂纹, 在实验过程中记录载荷一裂纹张开位移曲线, 计算裂纹扩展前的耗散能(UIE), 适用于时效强化型铝合金。由表2可见, 挤压温度为440−450℃时UIE(250 N•mm^{-1}和229N•mm^{-1})比480−490℃的UIE(228 N•mm^{-1}和204 N•mm^{-1})高。可以看出, 随挤压温度的增加断裂韧性下降。表层的UIE值比中心层的高, 表明表层发生裂纹扩展所需的能量比中心层的高。

2.2 金相组织

对Al-Zn-Mg合金时效态组织采用光学显微镜观察, 分别得到挤压温度为440−450℃和480−490℃的试样表层和中心层的金相组织。由图1可见, 试样整个厚度由表层至中心层的组织由大量细小等轴的晶粒过渡到发生部分再结晶的纤维组织。表层金属

表1 Al-Zn-Mg合金挤压工艺参数

Table 1 Extrusion processes parameters of Al-Zn-Mg alloy

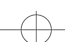
	$T1$ /℃	$T2$ /℃	$T3$ /℃	V /m•min^{-1}
A	440-450	430	440	2
B	480-490	470	480	2

注: $T1$: 铸锭预热温, $T2$: 挤压筒温度, $T3$: 工模具温度

表2 Al-Zn-Mg合金力学性能

Table 2 Mechanical properties of Al-Zn-Mg alloy

T/℃		σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	UIE/N•mm^{-1}
440-450	SL	332	265	10.6	250
	CL	346	280	8.6	229
480-490	SL	356	300	9.7	228
	CL	371	314	9.1	204



受到强烈的剪切作用, 导致晶界破碎、晶粒细化, 同时畸变能增加, 促进再结晶的发生。随着挤压温度提高动态再结晶程度进一步提高。挤压温度为440−450℃试样的平均晶粒尺寸为11.20 μm, 比挤压温度为480−490℃试样平均晶粒尺寸小, 其晶粒尺寸为15.33 μm。

2.3 EBSD检测

分别对440~450℃和480~490℃的试样表层和中心层进行EBSD测试, 结果如图2所示。图2中

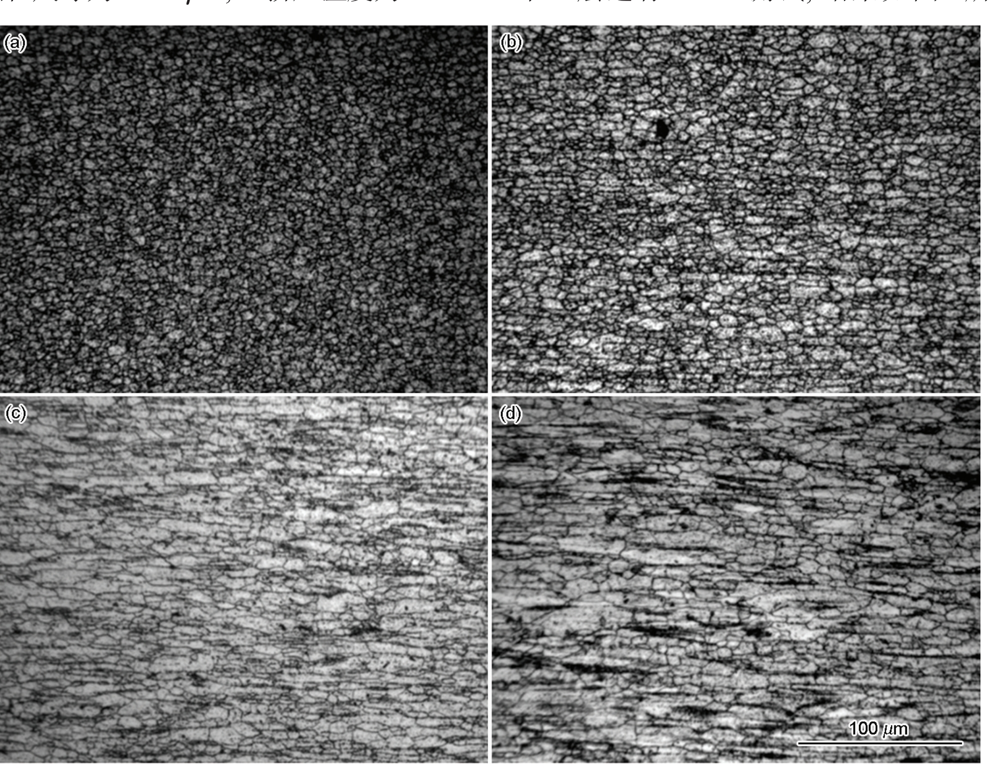


图1 挤压温度不同的Al-Zn-Mg合金表层和中心层的金相组织

Fig.1 Optical micrographs at surface layer and center layer extruded at different temperatures (a) 440-450℃, SL; (b) 480-490℃, SL; (c) 440-450℃, CL; (d) 480-490℃, CL

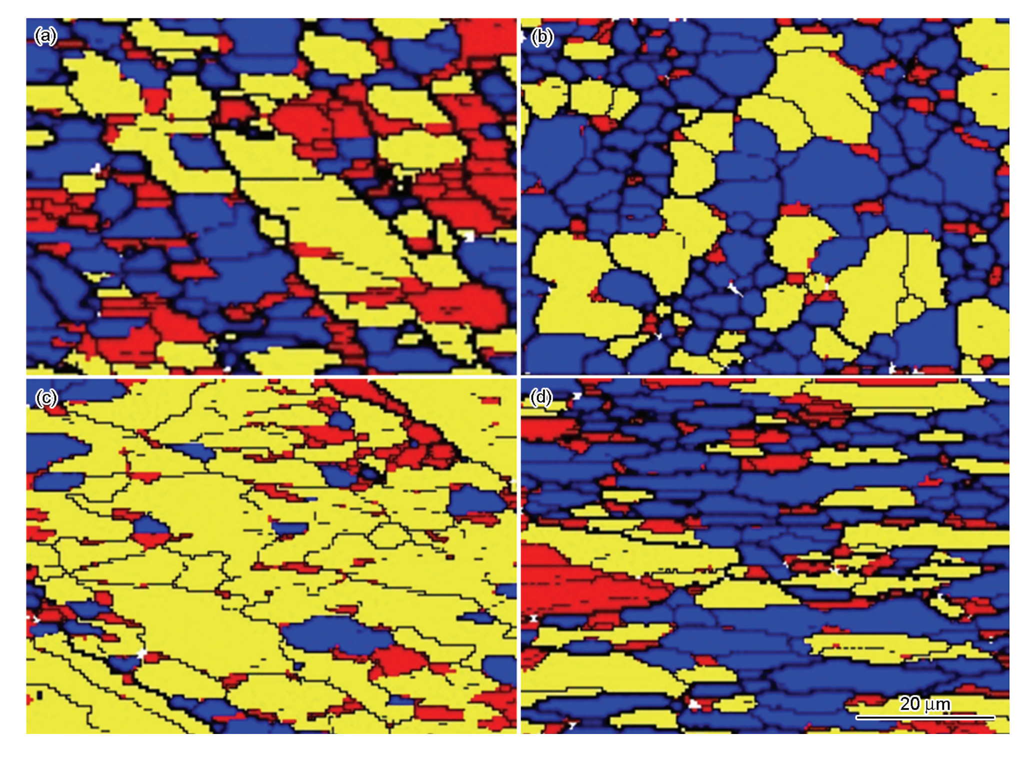


图2 挤压温度不同的Al-Zn-Mg合金表层和中心层的EBSD

Fig.2 EBSD of Al-Zn-Mg alloy at surface layer and center layer extruded at different temperatures (a) 440-450℃, SL; (b) 480-490℃, SL; (c) 440-450℃, CL; (d) 480-490℃, CL

蓝色表示晶界角度大于15°, 黄色代表晶界角度为2~15°, 红色代表晶界角度小于2°, 大角度晶界越多(>15°), 表明再结晶组织所占比例越大。由图2可以发现, 挤压温度为440-450℃时的大角度晶界比例低于挤压温度为480-490℃的大角度晶界, 表层大角度晶界分数明显高于中心层。这就表明, 在440-450℃挤压再结晶程度比在480-490℃挤压低, 中心层再结晶程度要比表层低, 表层主要是细小等轴的晶粒/亚晶。分别对挤压温度为440-450℃和480-490℃的表层和中心层的亚晶尺寸进行了统计, 结果表明: 挤压温度为440-450℃时表层和中心层亚晶粒尺寸分别为5.3 μm和10.8 μm, 挤压温度升高至480-490℃时亚晶尺寸分别为5.8 μm和8.3 μm。由图3可以看出, 挤压温度为440-450℃时试样表层和中心层的大角度晶界分数分别为34.45%和14.8%, 随着挤压温度的提高大角度晶界分数分别升高至61.16%和52.3%。

2.4 SEM观察

图4给出了Al-Zn-Mg合金在不同温度挤压后的SEM照片, 其中标记A、B表示第二相。由图4可以看出, 淬火态Al-Zn-Mg合金的粗大第二相主要是含Fe、Si、Mn元素的相和$MgZn_2$(表4), 其中$MgZn_2$呈片状, 尺寸较细小, 约为1 μm; 在440-450℃挤压后粗大的$MgZn_2$相较多, 温度提高到480-490℃使$MgZn_2$明显下降, 合金固溶较充分。

表5给出了挤压温度分别为440-450℃和480-490℃下Al-Zn-Mg合金淬火态电导率值。由表5可以看出, 在440-450℃挤压时电导率(32.9IACS%)比

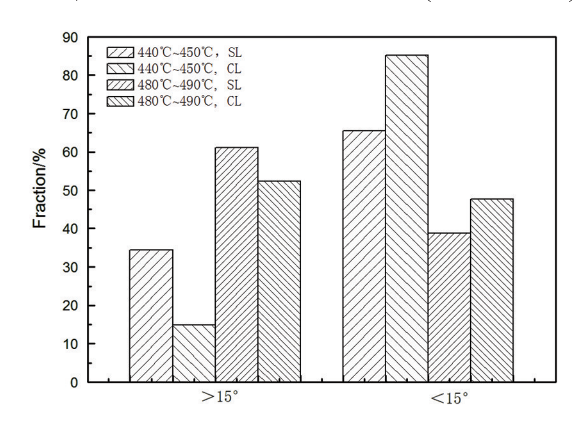


图3 挤压温度不同的Al-Zn-Mg合金表层和中心层晶界角度统计图

Fig.3 Recrystallization statistical figure of Al-Zn-Mg alloy at surface layer and center layer extruded at different temperatures

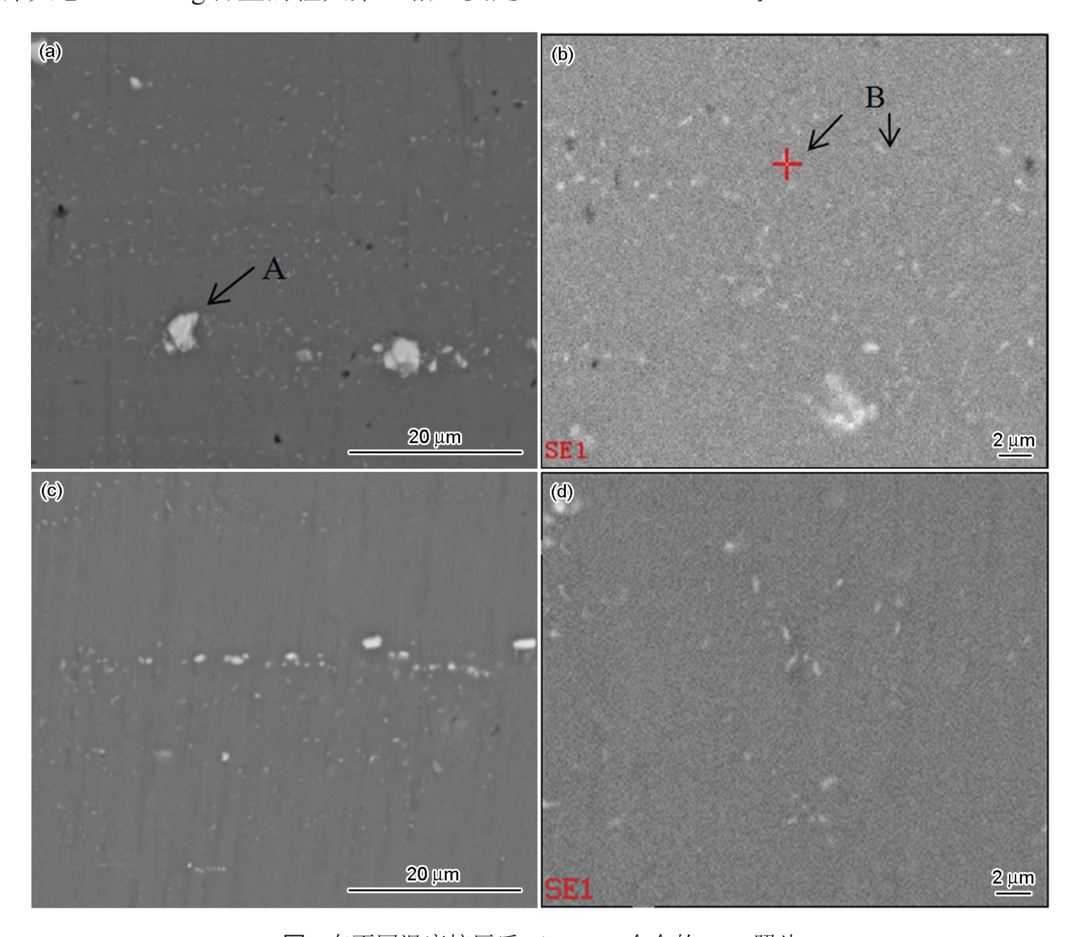


图4 在不同温度挤压后Al-Zn-Mg合金的SEM照片

Fig.4 SEM images of Al-Zn-Mg alloy extruded at different temperatures (a) (b) 440-450℃; (c) (d) 480-490℃

表4 Al-Zn-Mg合金第二相能谱分析结果

Table 4 EDX results of second phase particles of Al-Zn-Mg alloy

Point	%						
	Al	Zn	Mg	Fe	Si	Cr	Mn
A	92.96	1.39	2.11	1.58	0.92	0.22	0.82
B	93.97	3.07	2.97				

表5 不同挤压温度下Al-Zn-Mg合金电导率

Table 5 Conductivity of Al-Zn-Mg alloy at different extrusion temperatures

T/℃	Conductivity /%IACS
440-450	32.9
480-490	32.3

在480−490℃挤压的电导率(32.4IACS%)高。在较高的温度挤压使合金过饱和固溶度升高, 导致电导率下降, 这与SEM观察结果一致。

2.5 断口的形貌

图5给出了Kahn试样离试样缺口1 mm处的断口扫描图。可以看出, 在440~450℃挤压的试样韧窝比在480−490℃挤压的大且深。在两种温度挤压其断口形貌均有明显的韧窝花样, 韧窝底部有粗大的第二相颗粒, 如图5(a)、(b)、(c)、(d)中箭头所示。这些韧窝的排列没有方向性, 韧窝大且深, 大韧窝之中还有若干个小韧窝, 二者均为韧窝型穿晶断裂。表层韧窝比中心层韧窝较大且深, 断裂方式主要以韧窝型穿晶断裂为主。

2.6 TEM显微组织

用透射电镜对两种不同挤压温度下得到试样表层和中心层的晶界、晶内析出相分布情况进行观察, 如图6和图7所示。图6(a)、(c)和图7(a)、(c)分别给出了挤压温度为440-450℃和480-490℃试样表层和中心层晶内析出相分布情况, 晶内析出相主要η′。试样的晶粒内部中出现含Cr的弥散相, 即$Al_{18}Mg_3Cr_2$(E相)[11]。由图6(b)、(d)和图7(b)、(d)可见, 在两种温

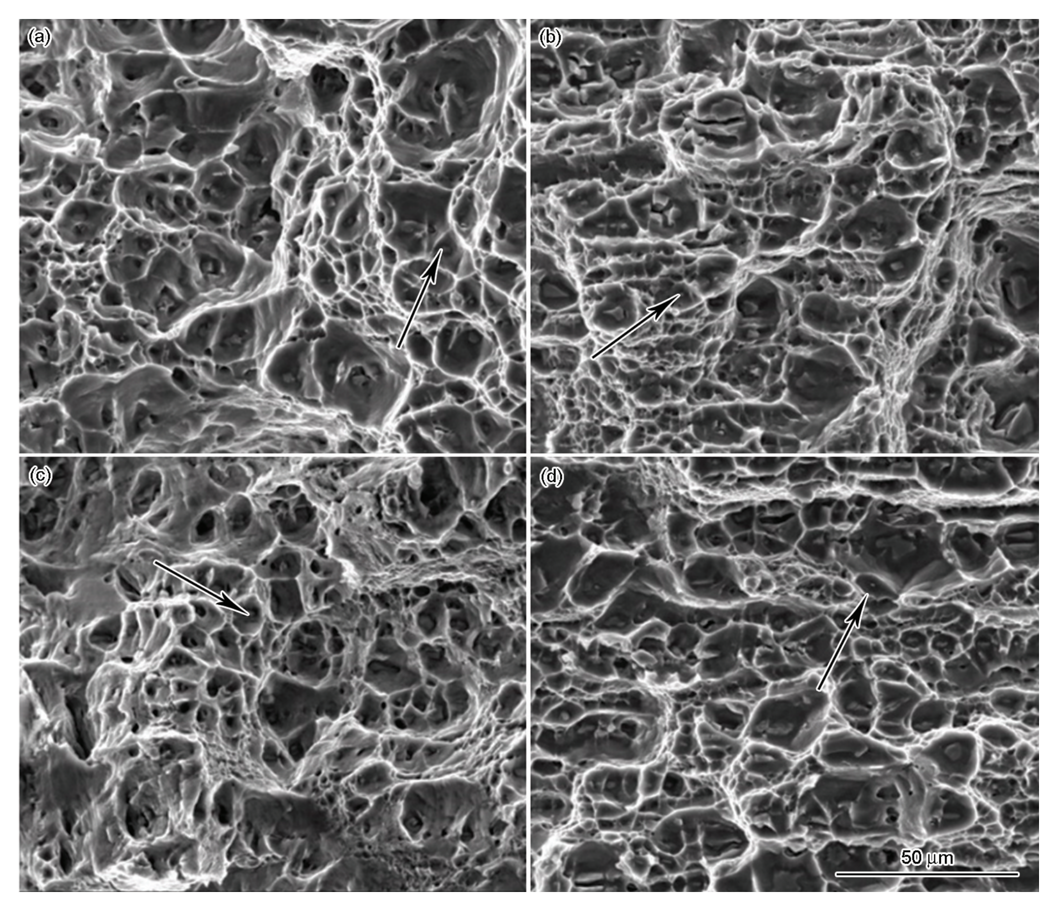


图5 在不同温度挤压的Al-Zn-Mg合金断裂韧性样品断口的SEM像

Fig.5 SEM images of fracture surfaces of Al-Zn-Mg alloy extruded at different temperatures (a) 440−450℃, SL; (b) 480−490℃, SL; (c) 440−450℃, CL; (d) 480−490℃, CL

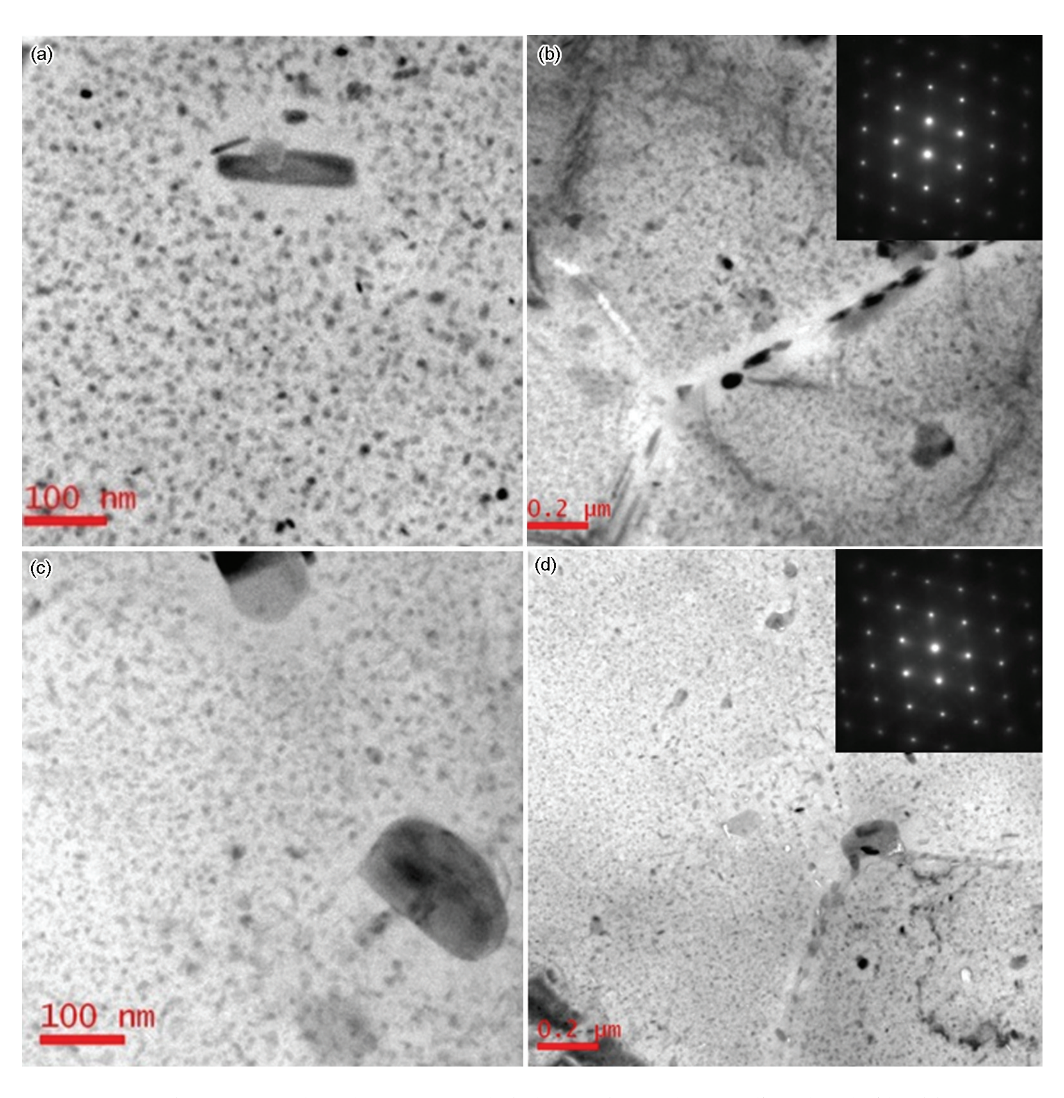


图6 在440-450℃挤压的Al-Zn-Mg合金表层和中心层的TEM像及电子衍射花样

Fig.6 TEM images of Al-Zn-Mg alloy at surface layer and center layer extruded at 440-450℃ and corresponding SAD pattern (a), (b) SL; (c), (d) CL

度挤压的试样晶界析出相均呈现分布不连续状态。挤压温度为440-450℃时晶内析出相较粗大，晶界析出相粗化不连续(图6)。随着挤压温度的提高晶内析出相尺寸有所下降(图7(a)和图7(c)), 且挤压温度相同时中心层晶内析出相较表层析出相细小、弥散。

3 分析和讨论

Al-Zn-Mg合金属于时效强化型铝合金，其强度主要取决于晶内沉淀相。在Al-Zn-Mg合金的时效过程中，晶内沉淀相析出顺序主要是α过饱和固溶体—GP区—η' ($MgZn_2$)相—η相。晶内析出相越细小、弥散，对位错的阻碍运动越大，强度越高[12]。挤压温度为480-490℃时合金的强度较高(表2)。在480-490℃挤压，较高的温度使粗大的$MgZn_2$较少，合金溶质原子过饱和固溶程度大，在随后的时效过程中有利于第二相的形核，时效后晶内析出细小、弥散的第二相(图7(a)和图7(c)), 强度较高。随挤压温度的降低固溶程度下降，时效后晶内析出相较粗大(图6(a)和图6(c)), 导致强度下降。

两种挤压工艺实验的表层强度均比中心层强度低，这与晶内析出相有关。表层受到剧烈的剪切变形，使晶格畸变能和热效应增加，提高了溶质原子的扩散速度。同时，晶界破碎晶粒细化为溶质原子的析出创造了极为有利的条件，导致在随后的时效过程中析出大量的粗大平衡相，消耗更多的溶质原子，降低合金时效的驱动力，使强度下降[13-14]。再结晶组织对强度也有较大的影响。再结晶程度越高其位错密度越低，强度越低。未发生再结晶的区域以小角度的亚晶为主，亚结构边界位错密度高，对晶内的进一步滑移起阻碍作用，因此提高了合金的强度[15]。又因为表层为细小等轴的再结晶组织，中心层为发生部分再结晶纤维组织，挤压温度为440-450℃时试样表层和中心层的大角度晶界分数分别为

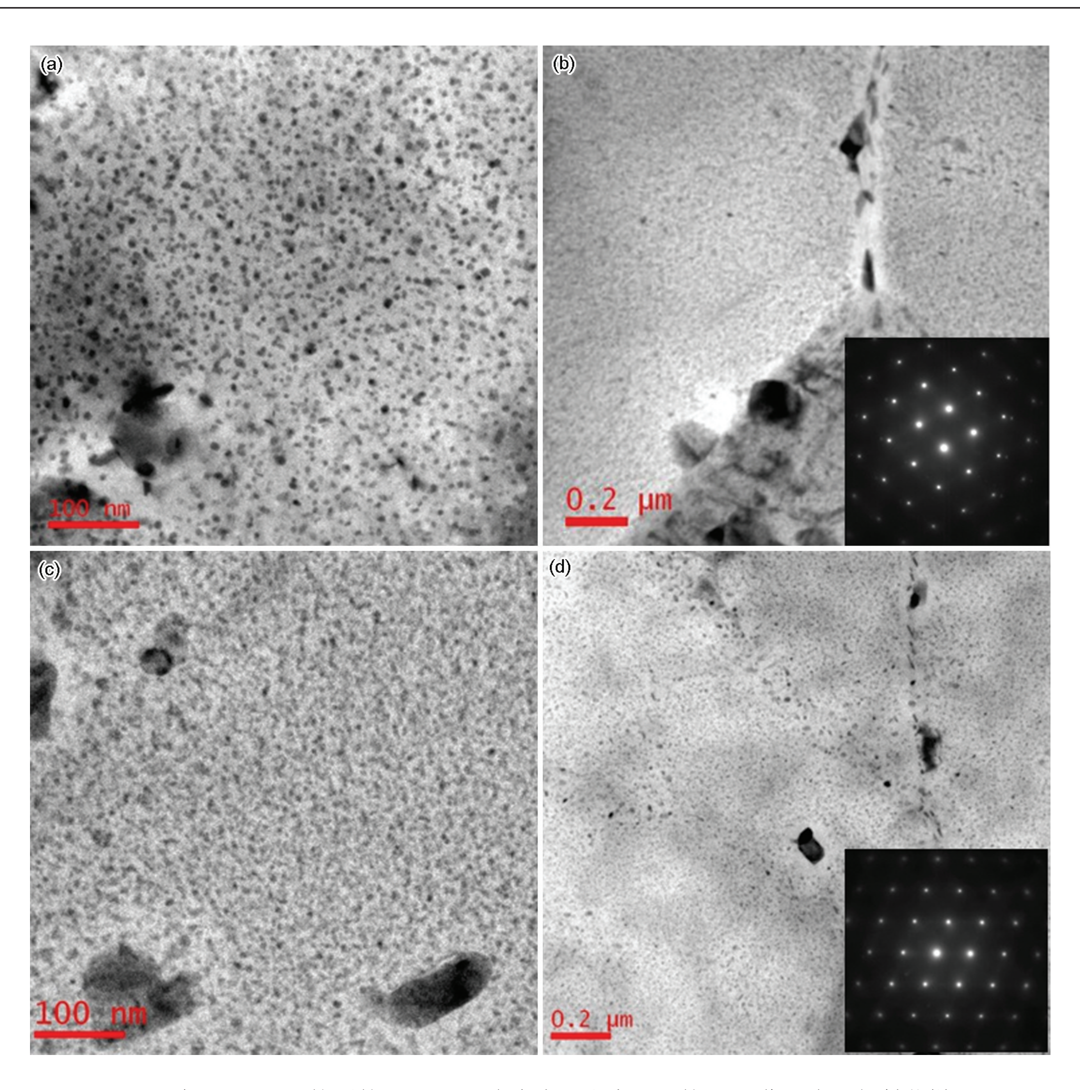


图7 在480-490℃挤压的Al-Zn-Mg合金表层和中心层的TEM像及电子衍射花样

Fig.7 TEM images Al-Zn-Mg alloy at surface layer and center layer extruded at 480-490℃ and corresponding SAD pattern (a), (b) SL; (c), (d) CL

34.45%和14.8%。挤压温度较高时表层大角度晶界分数(61.16%)也比中心层分数(52.3%)高导致沿挤压方向, 中心层强度高于表层。综合沉淀强化和亚晶强化两方面因素: 挤压温度为480-490℃时试样的强度比挤压温度为440-450℃试样的强度高, 表层强度低于中心层。

合金断裂韧性取决于第二相和晶粒结构[16-19], 未发生再结晶的纤维组织韧性高于再结晶组织。挤压温度为440-450℃时再结晶程度明显低于挤压温度为480-490℃的再结晶程度, 使低温挤压断裂韧性较高温挤压的高。晶内析出相对断裂韧性的影响可用晶内晶界强度差表征。在440-450℃进行挤压晶内析出相较粗大(图6), 晶内晶界强度差较大, 断裂韧性较高, UIE值表层和中心层分别为250 N•mm^{-1}和229 N•mm^{-1}。随着挤压温度的提高晶内析出相尺寸细小, 晶内晶界强度差增大, 导致断裂韧性升高, UIE值表层和中心层分升高为228 N•mm^{-1}和204 N•mm^{-1}。

晶粒结构也使表层和中心层断裂韧性产生差异。晶界/亚晶界能阻碍位错的运动, 导致位错在晶界处发生塞积, 发生应变集中[11]。细小晶粒/亚晶粒能降低应变集中, 从而增加裂纹产生的阻力[20-21]。一方面, 由于表面层组织主要为细小等轴的晶粒/亚晶晶粒(图1(a)(b)和图2(a)(b)), 亚晶粒尺寸比中心层的小, 小的晶粒/亚晶能够使应变集中程度降低, 在变形过程中位错绕过第二相粒子, 使变形均匀, 晶界应变集中程度小。第二相粒子粗大则易成为裂纹源, 微孔聚集长大, 最后形成大的韧窝, 断裂形式为韧窝型穿晶断裂。两方面因素作用的综合, 导致表层断裂韧性比中心层断裂韧性高[17]。晶内析出相也会造成表层和中心层断裂韧性的差异。表层晶内析出相较中心层粗大(图6(a)、(c)和图7(a)、(c)), 强度低, 晶内晶界强度差小, 越容易发生穿晶断裂, 使断裂韧性升高。两方面因素的综合, 使表层的断裂韧性比中心层的高。

4 结　论

1. 在Al-Zn-Mg合金型材的挤压过程中, 表层受到强烈的剪切作用产生等轴细小晶粒/亚晶组织, 再结晶程度高, 晶内析出相较粗大, L-T取向的断裂韧性表层高于中心层。中心层为发生部分再结晶的纤维组织, 晶内析出相较细小, 强度比表层的高。

2. 挤压温度为480-490℃时合金在线淬火后过饱和固溶程度高, 进行相同制度的时效后晶内析出相细小、弥散, 强度较高, 断裂韧性较低。挤压温度由440-450℃提高到480-490℃则动态再结晶程度提高, 强度提高, 而断裂韧性降低。时效后晶内析出相更细小, 晶界析出相粗化、不连续, 中心层的再结晶分数由14.8%升高至52.3%, 屈服强度也从280 MPa提高到314 MPa, UIE由229 N·mm^{-1}降低到204 N·mm^{-1}。

参 考 文 献

1 D. Marchive, P. Faivre, Medium-strength extrusion alloysin the 6000 series (partⅡ), Light Metal Age, **41**(6), 14(1983)

2 SHI Feng, WANG Yu, YE Pengfei, LIU Liying, Effect of aging system on properties of A7N01 aluminum profiles for rail body, Aluminum Fabrication, **196**(5), 29(2010)
(石　峰, 王　煜, 叶朋飞, 刘丽英, 时效制度对A7N01铝合金车体型材性能的影响, 铝加工, **196**(5), 29(2010))

3 ZHANG Zhanling, QIU Ranfeng, DU Yile, LI Chenyang, HENG Zhonghao, Aluminum alloy applications and its welding technique for railway vehicle in Japan, Electric Welding Machine, **41**(11), 11 (2011)
(张占领, 邱然锋, 杜宜乐, 李臣阳, 衡中皓, 铝合金在日本轨道车辆的应用及相应焊接技术, 电焊机, **41**(11), 11(2011))

4 WANG Zhenan, WANG Mingpu, LI Zhou, YANG Wenchao, XIAO Congwen, Heat treatment characteristic of 7005 Al alloy employed in railway train, The Chinese Journal of Nonferrous Metals, **20**(6), 1110(2010)
(王正安, 汪明朴, 李　周, 杨文超, 肖从文, 轨道交通车辆大型用7005铝合金的热处理特性, 中国有色金属学报, **20**(6), 1110(2010))

5 D. W. Suh, S. Y. Lee, K. H. Lee, S. K. Lim, K. H. Oh, Microstructural evolution of Al-Zn-Mg-Cu-(Sc) alloy during hot extrusion and heat treatments, Journal of Materials Processing Technology, **155**, 1330(2004)

6 T. S. Shih, Q. Y. Chung, Fatigue of as-extruded 7005 aluminum alloy, Materials Science and Engineering A, **348**, 333(2003)

7 M. Chemingui, M. Khitouni, G. Mesmacque, A. W. Kolsi, Effect of heat treatment on plasticity of Al-Zn-Mg alloy: Microstructure evolution and mechanical properties, Physics Procedia, **2**, 1167 (2009)

8 G. Z. Quan, Y. P. Mao, G. S. Li, W. Q. Lv, Y. wang, J. Zhou, A characterization for the dynamic recrystallization kinetics of as-extruded 7075 aluminum alloy based on true stress-strain curves, Computational Materials Science, **55**, 65(2012)

9 GUO Hailong, SUN Zhichao, YANG He, Empirical recrystallization model and its application of as-extrudedaluminum alloy 7075, The Chinese Journal of Nonferrous Metals, **23**(6), 107(2013)
(郭海龙, 孙志超, 杨　合, 挤压态7075铝合金再结晶经验模型及应用, 中国有色金属学报, **23**(6), 107(2013))

10 DENG Bo, ZHONG Yi, QI Xianrong, ZHONG Huarong, ZHANG Jiatao, Experiment on high speed reverse-extrusion of 7N01 aluminum alloy, Yunnan Metallugy, **35**(6), 50(2006)
(邓　波, 钟　毅, 起华荣, 钟华荣, 张家涛, 7N01铝合金高速反向挤压实验研究, 云南冶金, **35**(6), 50(2006))

11 Fan Xigang, Study on the microstructures and mechanical properties and the fracture behavior of the Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloys, Doctor's Thesis, Harbin Institute of Technology, (2007)
(樊喜刚, Al-Zn-Mg-Cu-Zr合金组织性能和断裂行为的研究, 博士学位论文, 哈尔滨工业大学(2007))

12 YAN Liangmin, WANG Zhiqian, SHEN Jian, LI Zhoubing, LI Junpeng, MAO baiping, Research status and expectation of 7055 aluminium alloy, Materials Review, **23**(9), 69(2009)
(闫亮明, 王志强, 沈　健, 李周兵, 李俊鹏, 毛柏平, 7055铝合金的研究现状及展望, 材料导报, **23**(9), 69(2009))

13 C. Mahmoud, K. Mohamed, K. Jozwiak, G. Mesmacque, A. Kolsi, Characterization of the mechanical properties changes in an Al-Zn-Mg alloy after a two-step ageing treatment at 70º and 135º, Materials and Desigh, **31**, 3134(2010)

14 Dumont D, Deschamps A, Brechet Y, On the relationship between microstructure, strength and toughness in AA7050 aluminum alloy, Materials Science and Engineering: A, **356**(1-2), 326(2003)

15 Zhang Shenghua, Qin Yexia, Study on the coarse-grain forming mechanisms in extruded aluminium alloy products, Aluminum Fabrication, **24**(2), 29(2001)
(张胜华, 覃业霞, 铝合金挤压制品粗晶环形成机理研究, 铝加工, **24**(2), 29(2001))

16 A. Deschamps, G. Texier, S. Ringeval, L. delfaut-Durut, Influence of cooling rate on the precipitation microstructure in a medium strength Al-Zn-Mg alloy, Materials Science and Engineering: A, **501**(1-2), 133(2009)

17 Gür C H, Yıldız İ, Non-destructive investigation on the effect of precipitation hardening on impact toughness of 7020 Al-Zn-Mg alloy, Materials Science and Engineering: A, **382**(1-2), 395(2004)

18 T. Ogura, T. Otani, A. Hirose, T. sato, Improvement of strength and ductility of an Al-Zn-Mg alloy by controlling grain size and precipitate microstructure with Mn and Ag addition, Materials Science and Engineering: A, **580**(0), 288(2013)

19 HAN Nianmei, ZHANG Xinming, LIU Shengdan, LU Yanhong, HE Daoguang, ZHANG Rong, Effects of interrupt aging on strength and fracture toughness of 7050 aluminum alloy, The Chinese Journal of Nonferrous Metals, **43**(9), 3363(2012)
(韩念梅, 张新明, 刘胜胆, 陆艳红, 何道广, 张　荣, 断续时效对7050铝合金强度和断裂韧性的影响, 中国有色金属学报, **43**(9), 3363(2012))

20 Peters J O, Gysler A, Lutjring G, Influence of variable amplitude loading on fatigue crack propagation of Al 7475, Proceedings of 6th International Conference on Aluminum Alloys, ICAA6, Toyohashi, Japan, 1427-1432(1998)

21 Kim I B, Park Y S, Kim I G, Effects of silicon and chromium on the fatigue properties of Al-Zn-Mg-Cu cast alloy, Materials Science Forum, **449**, 617(2004)

